ارتباط بین کرنش دوقلویی و پدیده‌ی چروکیدگی سطحی در تغییر شکل موم‌سان فولاد آستنیتی منگنزی*

مجید عباسی[۱]   شهرام خیراندیش[۲]   جلال حجازی[۳]   یوسف خرازی[٤]

چکیده

در این مقاله، ارتباط بین پدیده‌های چروکیدگی و ترک‌دار شدن سطحی با کرنش دوقلویی در تغییر شکل موم‌سان فولاد هادفیلد بررسی شده است. نقش عواملی مانند انرژی نقص چیدمان و میزان کرنش دوقلویی در تحلیل این رفتار بررسی می‌شود. نمونه‌هایی از فولاد هادفیلد با مقادیر مشخصی از کربن، منگنز و آلومینیم (یعنی با انرژی‌های نقص چیدمان متفاوت)، به‌روش ریخته‌گری دقیق تولید شدند. نمونه‌ها در دمای محیط تحت آزمون کشش قرار گرفتند. چروکیدگی و ایجاد ترک‌های سطحی به‌همراه سازوکارهای تغییر شکل موم‌سان این فولادها، با استفاده از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی ارزیابی شدند. مشاهدات نشان دادند که چروکیدگی در فولادهای آستنیتی منگنزی با سازوکار کرنش دوقلویی در آن‌ها مرتبط است. این سازوکار تغییر شکل به‌علّت ایجاد کرنش حجمی و چرخش دانه‌ها، سبب چروکیدگی سطوح آزاد دانه‌ها و در ادامه‌ی آن، ترک‌دار شدن نمونه شدند. افزون بر این، مشاهده شد که این چروکیدگی و ترک‌دار شدن با افزایش کرنش، بیش‌تر و خشن‌تر می‌شوند.

واژه‌های کلیدی چروکیدگی، دوقلویی، فولاد آستنیتی منگنزی، انرژی نقص چیدمان.

Correlation between Twinning and Surface Rumpling Phenomenon during Plastic Deformation of Austenitic Manganese Steel

M. Abbasi   Sh. Kheirandish   J. Hejazi   Y. Kharrazi

Abstract

In this paper, the correlation between the surface rumpling and cracking phenomena with twinning mechanism during plastic deformation of Hadfield steel has been investigated. The effect of stacking fault energy and the amount of strain are evaluated. The experimental samples with specific amounts of carbon, manganese and aluminum resulting in different stacking fault energies, were produced using investment casting process. The tensile tests were conducted at ambient temperature. The microscopic and macroscopic investigations were done using optical and scanning electron microscopes. The observations have shown that surface crinkling of austenitic manganese steels is related to twining mechanism during plastic deformation. This plastic deformation mechanism causes rotation and inhomogeneous deformation of the grains and therefore, surface grains with free surfaces were becoming more crinkled and cracked. It was observed that crinkling and cracking phenomena takes place more and coarser with an increase in the strain.

Key Words Rumpling, Twining, Austenitic Manganese steel, Stacking fault energy.

---

*نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۰٦/۰۷ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۱۱/۲۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

(۲) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(٤) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

فولادهای آستنیتی منگنزدار موسوم به هادفیلد با ترکیب اسمی ۱۳ درصد وزنی منگنز و ۱/۲ درصد وزنی کربن، دارای ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی و مقاومت به سایش هستند [1]. طی چند سال اخیر، تحقیقات زیادی انجام شده است تا سازوکارهای تغییر شکل مومسان و کارسختی این فولادها که تا سالیان زیادی نامشخص و مبهم بود، به‌درستی شناخته شود. در برخی از موارد، مشاهده شده است که اشتباه‌ها و تضادهایی در سازوکارهای معرفی شده وجود دارند. از جمله‌ی آن‌ها می‌توان به "استحاله‌ی مارتنزیتی در اثر تغییر شکل مومسان (Transformation Induced Plasticity, TRIP) " اشاره کرد [2]. انتظار می‌رود که فلزاتی با ساختار FCC دستگاه‌های لغزش بیش‌تری داشته باشند و دوقلویی در آن‌ها کم‌تر رخ دهد، امّا بررسی‌ها نشان داده‌اند که در آلیاژهای با ساختار FCC و انرژی نقص چیدمان کم، دوقلویی در اثر تغییر شکل مومسان به‌وجود می‌آید. به چنین پدیده‌ای، "دوقلویی شدن در اثر کرنش مومسان (Twinning Induced Plasticity, TWIP) " گفته می‌شود [3,4]. تحقیقات جدید روی تک‌بلورها به‌کمک میکروسکپ‌های الکترونی عبوری (TEM) مشخص کرده‌اند که کرنش دوقلویی، سهم زیادی را در تغییر شکل مومسان فولاد هادفیلد داراست [5,6].

در فولاد هادفیلد، انرژی نقص چیدمان پایین (در حدود $\lambda =$ ۲۳ mJ/m^2 به‌ازای ۱۲ درصد منگنز) برای شبکه‌ی آستنیت فوق اشباع از کربن، سبب تقویت کرنش دوقلویی و هم‌چنین، پیرسازی کرنشی دینامیکی می‌شود [5]. برهم‌کنش این سازوکارها با لغزش نابجایی‌ها، سبب ایجاد رفتاری منحصر به فرد از جمله نرخ کارسختی، چقرمگی و مقاومت به سایش بسیار بالا می‌شود [1,7-9]. افزون بر این، افزودن آلومینیم سبب افزایش انرژی نقص چیدمان و در نتیجه، تضعیف کرنش دوقلویی در فولاد هادفیلد می‌شود [10-12].

چروکیدگی سطحی، پدیده‌ای است که حین تغییر شکل مومسان برخی از آلیاژها به‌ویژه فولاد هادفیلد، مشاهده می‌شود. این پدیده، به "پوست پرتقالی شدن (Orange Peeling) " سطح نیز موسوم است. در اثر وقوع این پدیده، سطح تغییر شکل یافته دچار چین خوردگی، ناصافی‌ها و پستی- بلندی‌های متعدّد می‌شود. در ادامه و با افزایش کرنش و افزایش چروکیدگی، سطح ترک‌دار می‌شود. محققان، این رفتار را به تغییر شکل ناهمگن دانه‌ها مرتبط دانسته‌اند و معتقدند که چروکیدگی زمانی رخ می‌دهد که تغییر شکل تنها در یک دستگاه لغزش رخ می‌دهد [13,14].

هر چند سازوکارهای تغییر شکل مومسان در فولادهای آستنیتی منگنزدار به‌خوبی شناخته و تشریح شده است، ولی رابطه‌ی بین پدیده‌ی چروکیدگی و کرنش دوقلویی ارزیابی نشده است. بنابراین، هدف از انجام این تحقیق، بررسی و تحلیل دقیق‌تر مشخصات پدیده‌های چروکیدگی و ترک‌دار شدن سطحی و ارزیابی رابطه‌ی آن‌ها با ایجاد دوقلویی است که در سه فولاد با اکتیویته‌ی نسبی متفاوت برای کرنش دوقلویی (بر اساس ترکیب شیمیایی و انرژی نقص چیدمان آن‌ها) انجام شده است. سازوکارهای تغییر شکل مومسان و شکست این فولاد، در مقاله‌ی دیگری از همین نویسندگان بررسی شده است [15].

روش تحقیق

جدول (۱)، ترکیب شیمیایی اسمی و انرژی نقص چیدمان محاسبه شده‌ی آلیاژهای منتخب برای تولید نمونه‌ها را نشان می‌دهد. از آلومینیم برای تغییر محسوس انرژی نقص چیدمان [10-12]، استفاده شده است. انرژی نقص چیدمان بر اساس ترکیب شیمیایی و با استفاده از رابطه‌ی (۱) محاسبه شده است [16,۱۷].

$$\gamma_{sf} = 20 - 259X_{Fe} + 21X_{Mn} - 24595X_C + 297X_{Al} - 90X_{Si} - 466\frac{X_{Fe}X_{Mn}}{X_{Fe}+X_{Mn}} + 2550\frac{X_{Fe}X_C}{X_{Fe}+X_C} + 3323\frac{X_{Fe}X_{Al}}{X_{Fe}+X_{Al}} + 107\frac{X_{Fe}X_{Si}}{X_{Fe}+X_{Si}} \quad (۱)$$

کــه در آن، X_{Fe}، X_{Mn}، X_{Al}، X_{C} و X_{Si} کســر مــولی عناصر مختلف در آلیاژ هستند.

برای عملیّات ذوب، از کوره‌ی القائی فرکانس بالا با ظرفیّت حداکثر ۲۵ کیلوگرم استفاده شد. نمونه‌ی کشش مطابق با استاندارد ASTM A 781/A-781M [24]، به‌صورت قطعه‌ای نزدیک به شکل نهایی، درون قالب‌های سرامیکی ریخته‌گری شد. همه‌ی نمونه‌های ریخته شده، به‌مدّت زمان یک ساعت در محدوده دمای ۱۰۷۵ -۱۰۶۵ ^{o}C عملیّات حرارتی انحلال قرار گرفتند و سپس، در آب سریع سرد شدند تا و ساختاری کاملاً آستنیتی با محدوده اندازه‌ی دانه‌ی ۱۰۰ تا ۵۰۰ میکرومتر به‌دست آید. پس از عملیّات حرارتی، ابعاد دقیق نمونه‌های کشش با سنگ‌زنی حاصل شد. در مرحله‌ی بعد، آزمون کشش در دمای محیط و با نرخ کرنش $2\times10^{-3}\ s^{-1}$، برای بررسی رفتار کششی و چروکیدگی انجام شد. سختی‌سنجی قبل و بعد از آزمون کشش و به روش ویکرز انجام شد. هر آزمون حداقل سه بار تکرار شد.

برای انجام مطالعات میکروسکپی، از روش حکّاکی دومرحله‌ای استفاده شد. برای این‌منظور، نمونه در مرحله‌ی اوّل به‌مدّت زمان چند ثانیه در محلول نایتال ۲ درصد غوطه‌ور شد و سپس، با الکل شسته و با جریان هوای گرم خشک شد. پس از آن، با غوطه‌وری نمونه در محلول ۱۰ درصد HCl در الکل، لایه‌ی نازک زرد- قهوه‌ای رنگ از روی سطح نمونه برداشته شد. این فرایند دو تا سه بار انجام شد. سپس، نمونه با الکل شسته و با جریان هوای گرم خشک شد. این روش حکاکی، وضعیت کلی ساختار و دانه‌ها را مشخص می‌کند. به‌طور خاص در صورت وجود کاربید، آن را به‌خوبی نمایان می‌سازد [18]. افزون بر این، از روش حکّاکی الکتروشیمیایی شامل محلول ۳۰ درصد HCl در الکل، استفاده شد تا وضعیت دوقلوها در نمونه‌های تغییر شکل یافته بهتر نمایان شود. ویژگی این روش این است که تنها تأثیر مرزدانه و دوقلوهای مکانیکی مشخص می‌شود و باندهای لغزش نمایان نمی‌شوند. در این روش، نمونه به‌مدّت زمان ۳۰ ثانیه تحت چگالی جریان ۰/۲۵-۰/۵ A/cm^{2} در ولتاژ ٤ تا ٦ ولت، حکّاکی شد [18].

از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی برای بررسی‌های ریزساختاری و مشاهده‌ی دوقلوهای مکانیکی در ساختار نمونه‌ی تغییر شکل یافته استفاده شد. این مطالعات شامل مشاهده‌ی سطوح چروک خورده‌ی نمونه‌های کشش نیز بوده است. افزون بر این، برای تحلیل ساختاری از دستگاه پراش پرتوی ایکس (XRD) مدل زایسرت (Seisert) آلمان با لامپ مس (پرتوی Kα با طول موج ۱/۵٤ آنگستروم تحت ولتاژ ٤۰ kV و جریان ۳۰ mA) مجهز به فیلتر (از جنس نیکل) و تک‌رنگ کننده‌ی (از جنس گرافیت تک‌بلور) استفاده شد. تحلیل‌های ساختاری قبل و پس از تغییر شکل موم‌سان انجام شدند. اندازه‌گیری پراش پرتوی ایکس در محدوده‌ی ۱۰ تا ۱۲۰ درجه برای محور 2θ انجام شد و فاصله‌ی بین هر اندازه‌گیری ۰/۱۷ درجه و مدّت زمان توقف برابر با ۲/۱ ثانیه در هر درجه بود.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی و انرژی نقص چیدمان محاسبه شده برای آلیاژهای منتخب

نوع فولاد	کد اختصاری*	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)					SFE** mJ/m^2
		C	Mn	Al	Si	Fe	
L SFE	L	۱/٤	۱٤	۰	۰/۱	۸٤/٤	۲۹
M SFE	M	۱/۲	۱٤	۱/۵	۰/۱	۸۳/۲	۳۵
H SFE	H	۱/٤	۱٤	۳	۰/۱	۸۱/۵	۵۵

* کد گذاری بر اساس میزان انرژی نقص چیدمان است.

** مقدار انرژی نقص چیدمان بر اساس ترکیب شیمیایی محاسبه شده است. نحوه‌ی محاسبه به‌طور کامل در مرجع‌های [16] و [۱۷] آمده است.

نتایج و بحث

بررسی خواص کششی

در جدول (۲)، خواص کششی، سختی قبل و پس از آزمون کشش و محدوده اندازه‌ی دانه، در سه فولاد ریخته‌گری شده‌ی مورد تحقیق ارائه شده است. با توجه به این‌که نمونه‌ها در پوسته‌ی سرامیکی ریخته‌گری شدند، دارای دانه‌بندی غیریکنواخت، درشت و پراکنده بودند. البته، البته بزرگ بودن اندازه دانه سبب کاهش انرژی نقص انباشتگی می‌شود و از این طریقارزیابی دوقلویی‌ها آسان‌تر می‌شود [۱۹].

مطابق با نتایج ارائه شده در جدول (۲)، مشاهده می‌شود که فولاد L استحکام تسلیم و سختی اولیّه‌ی پایینی دارد، ولی از استحکام کششی، ازدیاد طول نسبی و سختی نهایی بسیار بالاتری برخوردار است. به‌عبارت دیگر، فولاد L با انرژی نقص چیدمان کمتر، دارای چقرمگی و نرخ کارسختی بالاتری است. در مقابل در فولادهای M و H، با افزودن آلومینیم و افزایش انرژی نقص چیدمان، استحکام تسلیم و سختی اولیّه کمی افزایش می‌یابند، امّا استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی کاهش می‌یابند. این کاهش در فولاد H بسیار محسوس است. این تغییر رفتار فولادها را می‌توان به تأثیر کرنش دوقلویی مرتبط دانست، چرا که وقوع سازوکار دوقلویی شدن در اثر کرنش موم‌سان به‌شدّت تابعی از انرژی نقص چیدمان است، به‌طوری که با افزایش آلومینیم، انرژی نقص چیدمان افزایش یافته و کرنش دوقلویی تضعیف شده است [16,۱۹،۲۰].

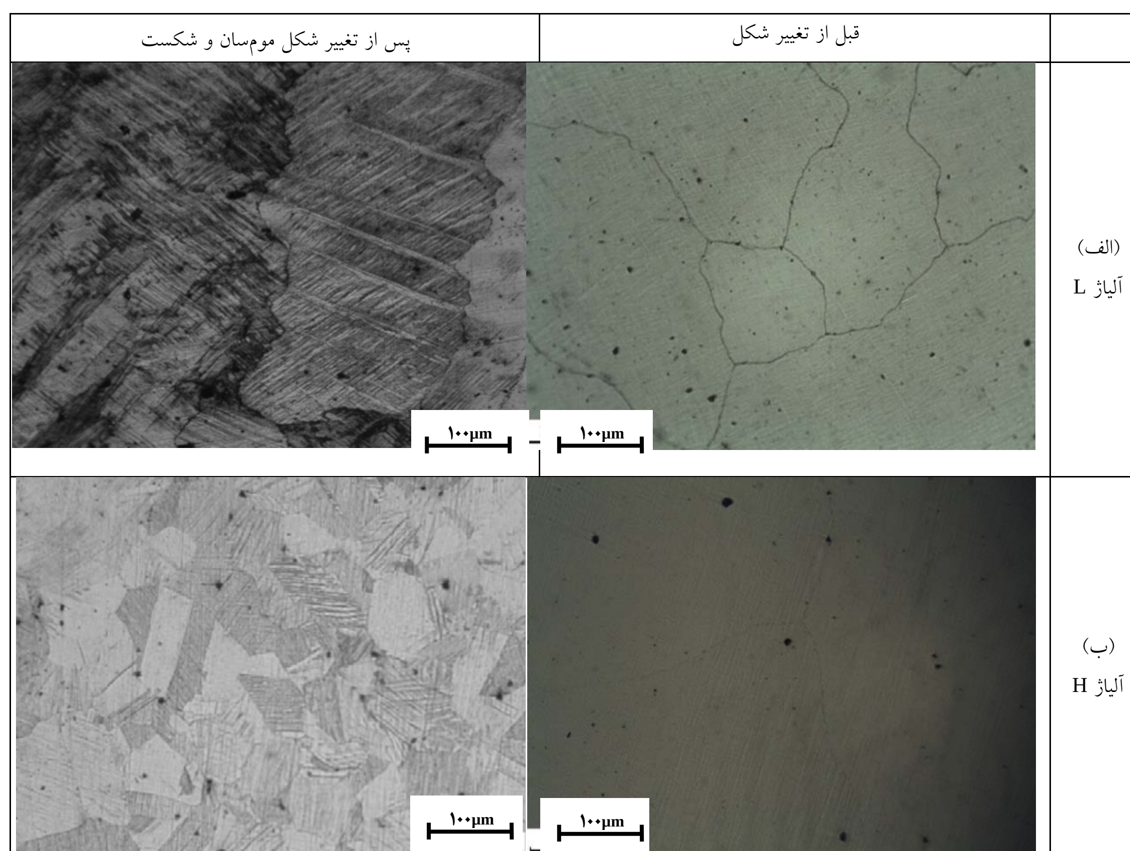
در فولاد L، میزان کم انرژی نقص چیدمان و غلظت بالای عناصر بین‌نشین (کربن به‌میزان ۱/۲ درصد وزنی یا ۵ تا ۸ درصد اتمی) سبب می‌شود تا تنش برشی لازم برای لغزش افزایش یابد و در مقابل، شرایط برای کرنش دوقلویی بالاتر تسهیل می‌شود. به‌بیان دیگر، اکتیویته‌ی نسبی دوقلویی بیش‌تر از لغزش است [21]. با افزودن آلومینیم و افزایش انرژی نقص چیدمان، اکتیویته‌ی نسبی دوقلویی در مقایسه با لغزش کاهش می‌یابد [10-12,22]. بنابراین، میزان ازدیاد طول نسبی و استحکام کششی کاهش می‌یابند [23-27].

در شکل (۱)، تصویرهای به‌دست آمده میکروسکپ نوری قبل و پس از تغییر شکل موم‌سان نمونه‌ها مشاهده می‌شوند. در این تصاویر، ریزساختار آستنیتی فولاد بدون کاربیدها قبل از تغییر شکل موم‌سان و نشانه‌های تغییر شکل موم‌سان در زیر سطح شکست فولادهای L و H پس از تغییر شکل موم‌سان، کاملاً مشهود است. در شکل (۲)، نمودار پراش پرتوی ایکس نمونه‌ها قبل و پس از آزمون کشش نیز نشان می‌دهد که استحاله‌ی مارتنزیتی در اثر تغییر شکل موم‌سان در هیچ یک از سه فولاد مورد بررسی رخ نداده است و فاز آستنیت اولیّه در نتیجه‌ی اعمال کرنش، پایدار بوده است. بنابراین، این نشانه‌ها مؤید وقوع کرنش دوقلویی است. همان‌گونه که در شکل (۱-الف) مشاهده می‌شود، نشانه‌های کرنش دوقلویی در فولاد L شامل دوقلویی‌های ظریف‌تر و ریزتر (ریزدوقلویی) هستند و هم‌چنین، در بخش دوقلویی شده نیز نشانه‌های ایجاد دوقلویی ثانویّه نیز مشاهده می‌شود. این رفتار در تمامی طول سنجه‌ی نمونه کشش قابل مشاهده است. این در حالی است که رفتار کرنش دوقلویی در فولاد H، به دانه‌های کم‌تری محدود است، ولی به‌صورت یکنواخت در کل طول سنجه مشاهده نشد. افزون بر این، در تصویرهای شکل (۱) مربوط به پس از تغییر شکل موم‌سان، مشاهده می‌شود که وقوع کرنش‌های دوقلویی سبب ایجاد دانه‌های فرعی درون دانه‌های بزرگ اولیّه شده‌اند. در ناحیه‌ی دوقلویی شده هم نشانه‌های زیادی از ریزدوقلویی‌های ثانویّه به‌چشم می‌خورند. بنابراین، کرنش دوقلویی نه تنها سبب جلوگیری از رشد ترک‌ها و حفره‌های اولیّه (عموماً ناشی از آخال‌ها) می‌شود، بلکه با ایجاد چرخش در دانه‌ها، سبب ایجاد دستگاه‌های لغزش جدید حول محور کشش می‌شود [۱۹,21]. به‌این ترتیب، تعامل سازگار دوقلویی شدن و لغزش نابجایی‌ها در شبکه‌ی

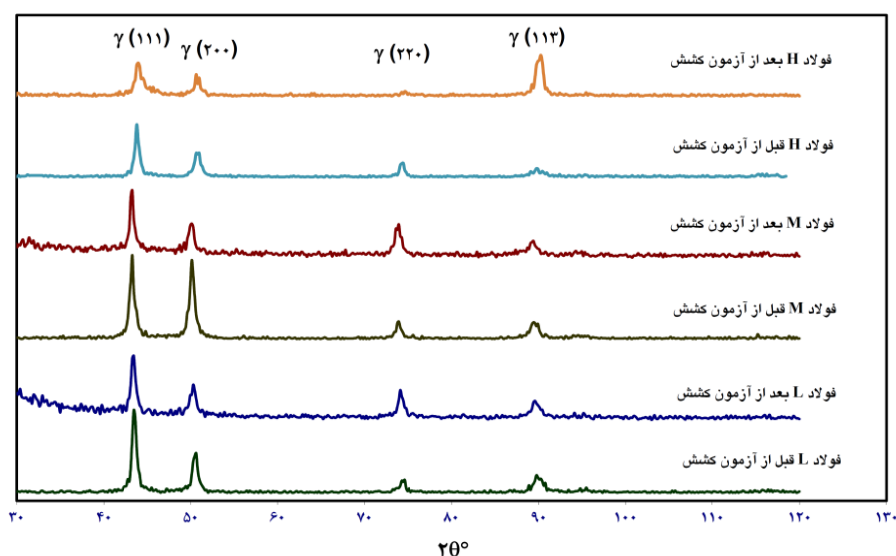
FCC فولاد هادفیلد سبب بهبود چقرمگی آن می‌شود. در مقابل، با افزودن آلومینیم و کاهش سهم کرنش دوقلویی، مطابق با شکل (۱- ب)، این تعامل سازنده بین کرنش‌های دوقلویی و لغزش کم‌تر می‌شود و سرانجام، فولاد از چقرمگی کم‌تری برخوردار می‌شود. داده‌های جدول ۲ نیز این مطلب را تأیید می‌کنند.

جدول ۲ خواص کششی، سختی و محدوده اندازه‌ی دانه در سه فولاد مورد تحقیق

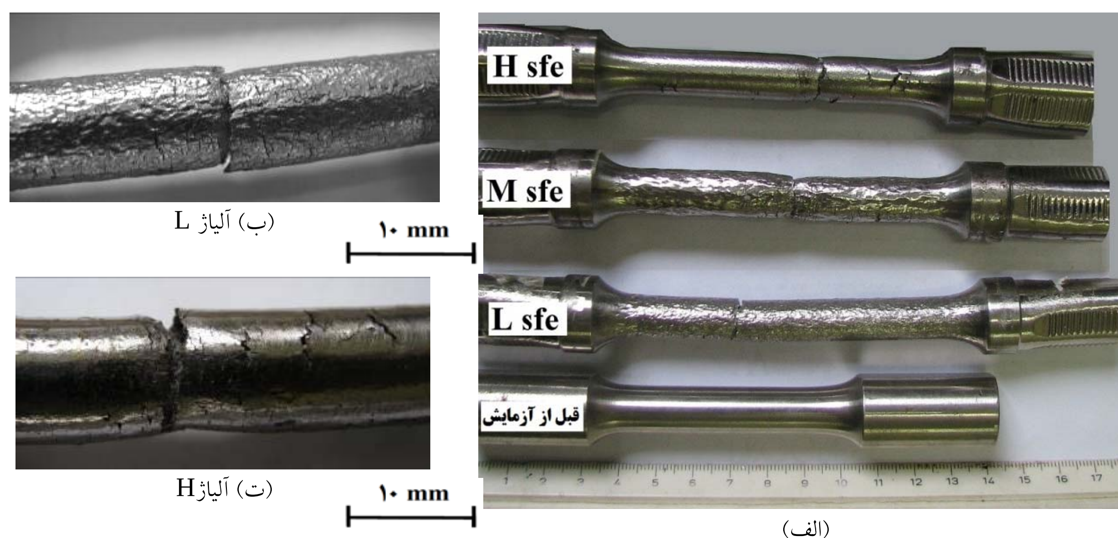
کد آلیاژ	استحکام تسلیم (MPa)		استحکام کششی (MPa)		ازدیاد طول نسبی (٪)		سختی اولیّه (HV)		سختی پس از شکست (HV)		محدوده اندازه‌ی دانه‌ها (µm)
	متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار	متوسط	انحراف معیار	
L	۴۱۴	۵/۶	۹۰۵	۱۵/۷	۵۱	۱/۵	۱۹۰	۵	۵۲۰	۱۱	۱۰۰–۴۰۰
M	۴۲۷	۱/۵	۷۹۶	۱۰/۱	۴۹	۲	۲۱۸	۰/۶	۴۶۰	۲۸	۱۰۰–۴۰۰
H	۴۷۱	۱۱	۷۳۲	۸/۶	۱۸/۸	۰/۳	۲۱۵	۴	۴۳۲	۶	۱۰۰–۵۰۰



شکل ۱ تصویرهای میکروسکپ نوری قبل و پس از تغییر شکل موم‌سان؛ (الف) فولاد L و (ب) فولاد H (روش حکّاکی: الکتریکی در محلول اسید کلریدریک ۳۰ درصد)



شکل ۲ نمودار پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های منتخب قبل و پس از آزمون کشش که نشان‌دهنده‌ی پیک‌های ساختار FCC است (اندیس صفحه‌های مربوط به پیک‌ها بر روی نمودار مشخص شده است)



شکل ۳ (الف) تصویرهای نمونه‌های کشش قبل و پس از آزمون، (ب) و (ت) تصویرهایی از منطقه‌ی شکست در دو آلیاژ L و H. به چروکیدگی سطح و وجود ترک‌های سطحی ظریف و خشن به‌ویژه در منطقه‌ی گسیختگی، توجه کنید.

مشاهدات چروکیدگی و ترک‌دار شدن سطحی

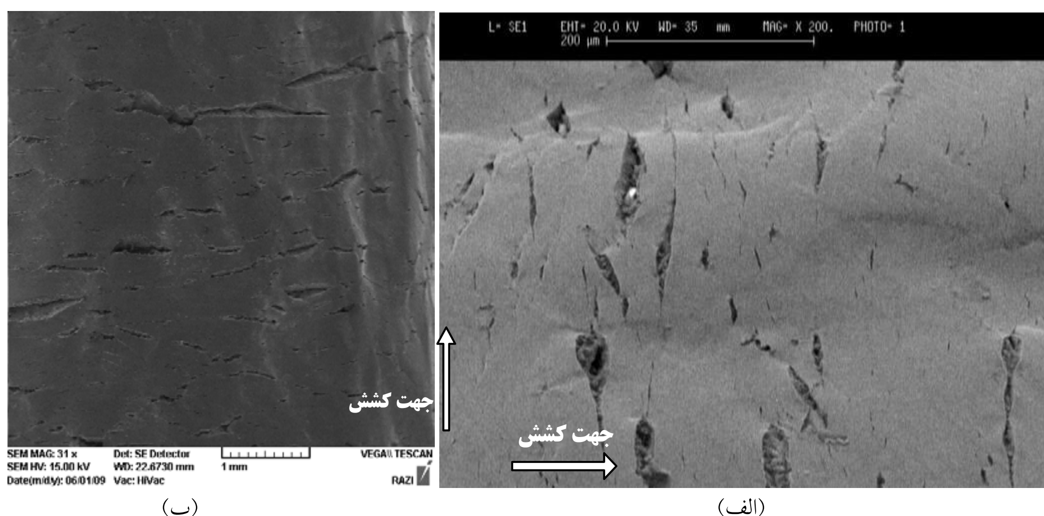
شکل (۳)، وضعیت ظاهری و ابعادی نمونه‌های کشش قبل و پس از آزمون کشش را نشان می‌دهد. مشخص است که در سرتاسر طول سنجه، چروکیدگی سطحی رخ داده است و افزون بر این، وجود ترک‌های سطحی به‌ویژه در منطقه‌ی گسیختگی، بسیار نمایان است. با این‌حال، این وضعیّت در آلیاژهای مورد مطالعه به‌طور یکسان مشاهده نمی‌شود. چروکیدگی به‌طور یکنواخت در کل طول سنجه با ترک‌دار شدن، به دو صورت ظریف و خشن قابل مشاهده است. مطابق با شکل (۳- ب)، سطح نمونه‌ی کشش مربوط به آلیاژ L بعد از شکست، دارای ترک‌های سطحی ظریف‌تر با چروکیدگی یکنواخت در کل طول سنجه است، در حالی که در شکل (۳- ت)، آلیاژ حاوی مقادیر بالایی

از آلـومینیم (آلیـاژ H)، دارای تـرک‌هـای سـطحی بزرگ‌تری اسـت و چروکیـدگی در منطقـه‌ی شکسـت متمرکز شده است.

مشـاهده‌ی چشـمی حـین آزمـایش و پـس از شکست نمونه‌های کشش آلیاژهای L و M کـه درصـد ازدیـاد طـول مناسـبی داشـتند، نشـان داد کـه سـطح نمونه‌های کشش در همان مراحل اولیّه‌ی تغییـر شـکل موم‌سان، شروع به چروکیـدگی مـی‌کنـد و بـا افـزایش میزان تغییر شکل، این چروکیـدگی زیـاد مـی‌شـود. در ادامه، ترک‌های سطحی زیادی با ابعادی در حدود چند صد میکرومتر تا حدود چند میلی‌متر به‌وجود مـی‌آینـد. بنابراین، برای تشریح این پدیده می‌تـوان بـه سـازوکار تغییر شکل موم‌سان و پدیده‌ی کرنش دوقلویی در آن‌ها توجه کرد [15].

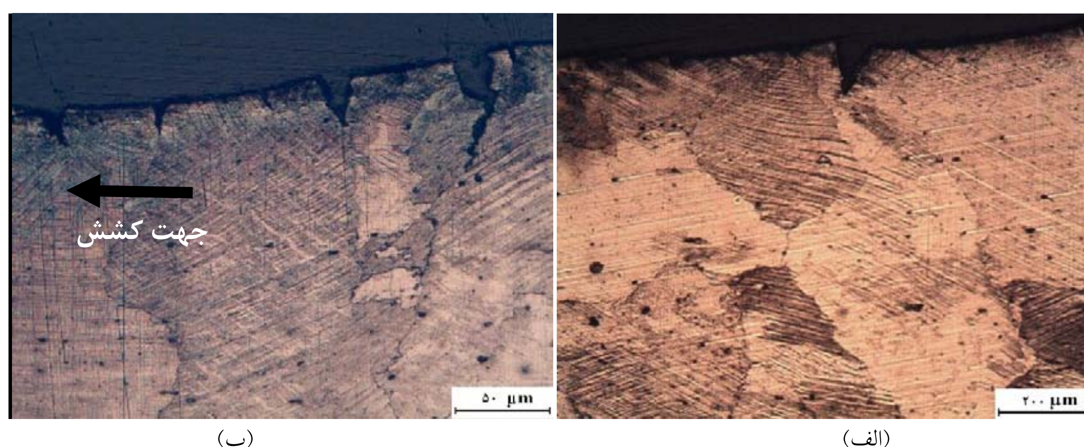
مشاهدات میکروسکپی مربوط به چروکیدگی و ترک‌دار شدن سطح

شـکل (٤)، تصـویرهای میکروسـکپ الکترونـی روبشـی مربـوط بـه چروکیـدگی سـطح و مشخصـات دقیق‌تر ترک‌های سطحی بر روی سطح نمونه‌ی کشش آلیاژهای L و M را نشان می‌دهـد. تـرک‌هـای سـطحی تقریباً پس از ۲۵ درصد ازدیاد طول قابل مشاهده بودند که عمود بر راستای کشش و به‌طور یکنواخـت در کـل طول سنجه گسترش یافته بودند. مشاهده‌ی این ترک‌ها نشـان مـی‌دهـد کـه ذراتـی از جـنس کاربیـدها و یـا ناخالصی‌های غیرفلزی، می‌توانند منشاء تشـکیل آن‌هـا باشند. افزون بر این، شکل آن‌ها تقریباً به‌صورت بیضی است، یعنی در مرکز پهن‌تر و در دو طـرف باریـک‌تـر است. مطابق با تصویرهای شکل‌های (٥) و (٦) کـه از مقطع عمودی نمونه‌هـای کشـش تهیـه شـده‌انـد، ایـن ترک‌ها رشد عمقی محدودی نسبت به سطح دارند و به درون نمونه گسـترش چنـدانی نمـی‌یابنـد. شـکل (۷)، نمونه‌ای نادر از یک ترک سطحی را نشان می‌دهـد کـه به‌طور چشم‌گیری توانسته است تا در داخل نمونه رشد کند. به‌راحتی می‌توان تغییر جهت‌های متوالی رشد این ترک را به‌دلیل حضور نشانه‌های تغییر شکل مـوم‌سـان (دوقلویی شدن) مشاهده کرد.



(الف) (ب)

شکل ٤ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از چروکیدگی و ترک‌های سطحی در نمونه‌ی کشش؛ (الف) آلیاژ L و (ب) آلیاژ M

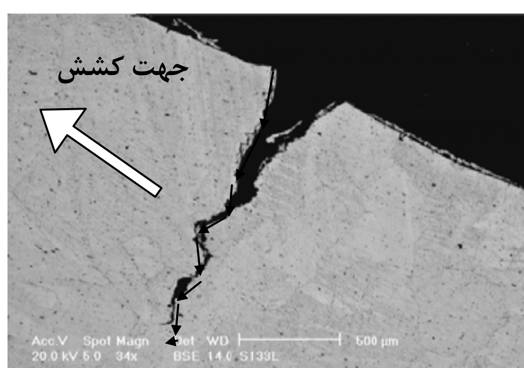


(ب) (الف)

شکل ۵ تصویرهای میکروسکپ نوری از ترک‌های سطحی در مقطع طولی نمونه‌ی کشش مربوط به آلیاژ L در دو بزرگ‌نمایی مختلف (بعد از حکّاکی الکتروشیمیایی، نشانه‌های ریزدوقلویی مشهودند)



شکل ٦ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از ترک‌های سطحی در مقطع طولی نمونه‌ی کشش مربوط به آلیاژ H



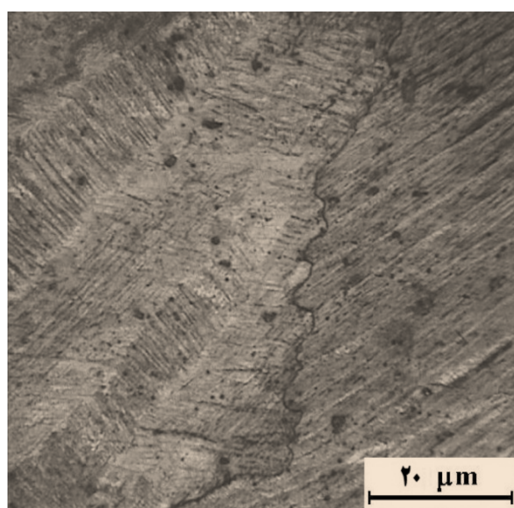
شکل ۷ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از تغییر جهت‌های مداوم رشد ترک سطحی در مقطع طولی نمونه‌ی کشش مربوط به آلیاژ L پس از شکست

در آلیاژهای L و M که دارای انرژی نقص چیدمان کم و متوسطی هستند و دوقلویی شدن سازوکار اصلی تغییر شکل موم‌سان آن‌هاست [15,17]، چروکیدگی سطحی را می‌توان به‌خوبی در تمامی طول سنجه مشاهده کرد. در این آلیاژها، هر چه نیروی لازم برای ایجاد دوقلویی بیش‌تر باشد (با افزایش میزان کربن یا آلومینیم)، چروکیدگی سطحی خشن‌تر است [17]. در مقابل، هر چه دوقلویی شدن راحت‌تر صورت گیرد (با کاهش مقدار کربن و افزایش منگنز [15])، چروکیدگی سطحی ظریف‌تر صورت می‌گیرد. با این وجود، با توجه به نقش اصلی دوقلویی شدن در تغییر شکل موم‌سان، این چروکیدگی در کل سطح سنجه مشاهده می‌شود. این رفتار سبب می‌شود تا شکست نمونه‌های کشش بدون گلویی شدن اتفاق بیافتد [13-15]. هر چه سهم لغزش در ایجاد تغییر شکل بیش‌تر شود، به همان اندازه چروکیدگی سطحی کم‌تر می‌شود و فقط به منطقه‌ای محدود می‌شود که دانه‌های آن در شرایط دوقلویی شدن قرار دارند. بنابراین، در آلیاژ H که حاوی درصد بالایی از آلومینیم است و انرژی نقص چیدمان آن زیاد است، لغزش (بر خلاف دوقلویی شدن) سهم زیادی از تغییر شکل موم‌سان را بر عهده دارد [15]، و در نتیجه، چروکیدگی سطحی بسیار کمی رخ می‌دهد و این چروکیدگی معمولاً در نزدیکی منطقه‌ی شکست و به‌صورت خشن

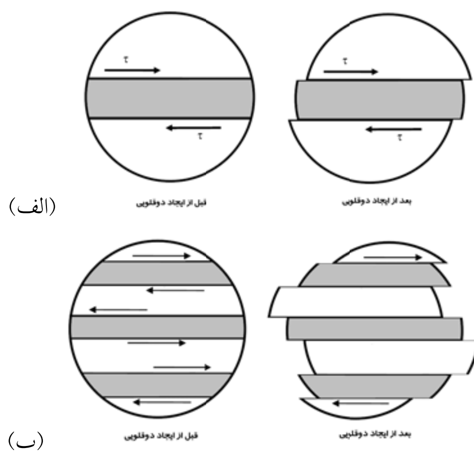
مشاهده می‌شود.

برای تحلیل نقش دوقلویی در چروکیدگی، باید توجه داشت که در اثر ایجاد دوقلویی، دانه‌ها شروع به چرخش و جهت‌گیری مجدّد می‌کنند [۱۹]. از طرف دیگر، یک دانه حداقل به سه بخش تقسیم می‌شود. دو بخش با ساختار آینه‌ای و بخش دیگر آن دوقلویی است که بین دو بخش اوّل قرار دارد. دو بخش اوّل، در دو جهت مخالف یک‌دیگر بر روی صفحه‌ی دوقلویی جابه‌جا می‌شوند. این جابجایی، یک نوع کرنش و تغییر شکل حجمی است [۱۹،۲۱]. تغییر شکل ناهمگن مرز دانه در اثر دوقلویی، سبب اعوجاج و کنگره‌ای شدن مرز دانه‌ها می‌شود [15]. شکل (۸)، نمونه‌ای از این پدیده را در فولاد L به‌خوبی نشان می‌دهد. اگر دانه‌ی دوقلویی شده به سطح آزاد قطعه راه داشته باشد، این تغییر شکل ناهمگن سبب ایجاد اعوجاج یا ناهمگنی (چروکیدگی) در سطح می‌شود. در چنین شرایطی، اگر در یک دانه دوقلویی زیادی به‌وجود آید (به‌صورت ریزدوقلویی)، آنگاه مطابق با شکل (۳- ب)، اعوجاج و چروکیدگی سطح و مرز دانه بیش‌تر و ظریف‌تر می‌شود. به بیان دیگر، کرنش دوقلویی در دانه‌های منتهی به سطح، سبب وقوع کرنش‌های حجمی در جهت‌های مختلف و در نتیجه، چروکیدگی سطحی می‌شود و با بیش‌تر شدن میزان کرنش، این چروکیدگی بیش‌تر می‌شود. برای تشریح بهتر این وضعیّت، تصویرهایی نمادین از نقش دوقلویی در ایجاد چروکیدگی سطحی، در شکل‌های (۹) و (۱۰) ارائه شده‌اند.

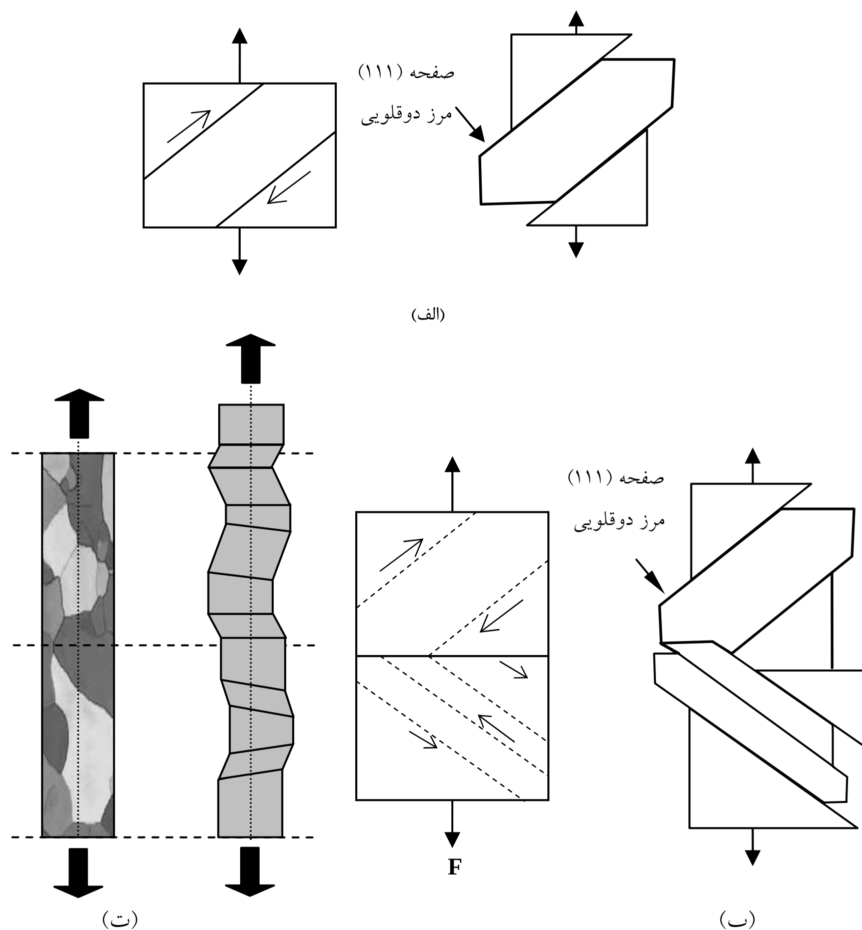
کرنش و چروکیدگی سطحی سبب ایجاد تنش‌های برشی در سطح می‌شوند و در نتیجه، سطح که استحکام و چقرمگی کم‌تری نسبت به درون ماده دارد، ترک‌دار می‌شود [15]. در چنین شرایطی، وجود آخال‌ها و یا فازهای رسوبی حل نشده در نزدیکی سطح، سبب تسریع ترک‌دار شدن سطح می‌شوند [13,14]. از سوی دیگر، به‌علّت کار سخت‌شدن لایه‌های زیر سطحی و چقرمگی بیش‌تر آن، ترک‌های تشکیل شده با برخورد با لایه‌های ریزدوقلویی، امکان نفوذ به عمق قطعه را ندارند و رشد آن‌ها در حد چند میکرومتر محدود می‌شود. بنابراین، ترک‌های سطحی قادر به رشد به درون دانه نیستند و به‌این ترتیب، عامل شکست نیستند [15].



شکل ۸ تصویر میکروسکپ نوری از کرنش دوقلویی و اعوجاج و کنگره‌ای شدن مرز دانه در اثر وقوع کرنش حجمی دوقلویی در فولاد L



شکل ۹ تصویرهای نمادین از نقش دوقلویی در ایجاد چروکیدگی سطحی از مقطع عرضی؛ (الف) با ایجاد یک دوقلویی و (ب) با ایجاد سه دوقلویی که ظاهری زیگ‌زاگی بر روی سطح آزاد ایجاد می‌کنند



شکل ۱۰ تصویرهای نمادین از نقش دوقلویی در ایجاد چروکیدگی سطحی در کشش نمونه از مقطع طولی؛ (الف) تک دانه، (ب) دو دانه و (ت) چند دانه

نتیجه‌گیری

۱- سطح فولاد هادفیلد در اثر وقوع کرنش دوقلویی، به‌شدّت چروکیده می‌شود و با ادامه‌ی مراحل تغییر شکل تا شکست، ترک‌دار می‌شود. این چروکیدگی و ترک‌دار شدن، در سرتاسر طول سنجه به‌طور یکنواخت ایجاد می‌شود.

۲- در فولاد هادفیلد، رشد ترک‌های سطحی در اثر برخورد با لایه‌های دوقلویی در زیر سطح، محدود می‌شوند و در نتیجه، از عمق بسیار کم، عموماً کم‌تر از ۱۰۰ میکرومتر، برخوردارند.

۳- با افزودن آلومینیم و افزایش انرژی نقص چیدمان، کرنش دوقلویی تضعیف می‌شود. در نتیجه، پدیده‌های چروکیدگی و ترک‌دار شدن سطحی تضعیف می‌شوند و تنها به منطقه‌ی شکست محدود می‌شوند. در این شرایط، ترک‌های سطحی بزرگ و خشن به تعداد محدودی در طول سنجه مشاهده می‌شوند.

تقدیر و تشکر

نویسندگان این مقاله، مراتب تشکر خود را نسبت به مدیران و کارکان محترم شرکت‌های ریخته‌گری فولاد طبرستان و ریخته‌گری دقیق ساری و جناب آقای دکتر محمود شریعتی عضو محترم هیأت علمی دانشگاه فردوسی مشهد، به‌واسطه‌ی حمایت‌ها و همکاری‌های ارزشمندشان اعلام می‌دارند.

مراجع

1. ASM Handbook, Vol. 1, 10th Edition, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Section: Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys: Austenitic Manganese Steels,(2005).
2. Dastur, Y.N. and Leslie, W.C., "Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 12, 749-759, May, (1981).
3. Asgari, S., El-Danaf, E., Kalidindi, S.R. and Doherty, R.D., "Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy FCC alloys that form deformation twins", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28, 1781-1795, September, (1997).
4. Kalidindi, S.R., "Modeling the strain hardening response of low SFE FCC alloys", *International Journal of Plasticity*, Vol. 14, No. 12, 1265-1277, (1998).
5. Karaman, I., Sehitoglu, H., Gall, K., Chumlyakov, Y.I. and Maier, H.J., "Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip", ActaMaterialia, Vol. 48, 1345-1359, (2000).
6. Karaman, I., Sehitoglu, H., Chumlyakov, Y.I., Maier, H.J. and Kireeva, I.V., "Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals", ScriptaMateriala, Vol. 44, 337–343, (2001).
7. Abbasi, M., Kheirandish, Sh., Kharrazi, Y. and Hejazi, J., "On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels", Wear, 268, 202-207, (2010).
8. Karaman, I., Sehitoglu, H., Beaudoin, A.J., Chumlyakov, Y.I., Maier, H.J. and Tomea, C.N., "Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip", ActaMaterialia, Vol. 48, 2031-2047, (2000).
9. Bayraktar, E., Khalid, F.A. and Levaillant, C., "Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 147, 145-154, (2004).
10. Lai H.J. and Wan C.M., "The study of deformation twins in the austenitic Fe-Mn-C and Fe-Mn-Al-C alloys", Scripta Metallurgica, Vol. 23, Issue 2, 179-182, February, (1989).
11. Zuidema, B.K., Subramanyam, D.K. and Leslie, W.C., "The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 18, 1629-1639, September, (1987).
12. Canadinc, D., Sehitoglu, H., Maier, H.J. and Chumlyakov, Y.I., "Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals", ActaMaterialia, Vol. 53, 1831–1842, (2005).
13. Rittel, D. and Roman, I., "Tensile fracture of coarse-grained cast austenitic manganese steels", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 19, 2269-2277, September, (1988).
14. Rittel, D. and Roman, I., "Tensile deformation of coarse-grained cast austenitic manganese steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 110, 77-87, March, (1989).
15. Abbasi, M., Kheirandish, Sh., Kharrazi, Y. and Hejazi, J., "The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfiled steels", *Journal of Materials Science and Engineering A*, Vol. 513-514, 72-76, (2009).
16. Allain, S., Chateau, J.P., Bouaziz, O., Migot, S. and Guelton, N., "Correlations between the calculated stacking

fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387–389, 158–162, (2004).

۱۷. عباسی م.، بررسی تاثیر آلومینیم برساختار وخواص مکانیکی فولادهای آستنیتی منگنزی، پایان نامه دکتری، دانشگاه علـم وصـنعت ایـران، (۱۳۸۸).

18. ASM Handbook, Vol. 9, Metallography and Microstructures, Austenitic Manganese Steel Castings, (2004).

۱۹. هرتز برگ، رد.، تغییرشکل و مکانیک شکست مواد وآلیاژهای مهندسی ،ترجمه علی کبر اکرامی،موسسه انتشارات علمی دانشـگاه صـنعتی شریف، (۱۳۸۵).

۲۰. سجادی، س.ع.ک.، رفتار مکانیکی مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، (۱۳۸٤).

21. Allain, S., Chateau, J.P. and Bouaziz, O., "A physical model of the twinning-induced plasticity effect ina high manganese austenitic steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387–389, 143–147,(2004).

22. Oh, B.W., Cho, S.J., Kim, Y.G., Kim, Y.P., Kim, W.S. and Hong, S.H., "Effect of aluminum ondeformation mode and mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Cr-Al-C alloys", *Materials Scienceand Engineering A*, Vol. 197, No. 2, 147-156, (1995).

23. Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C.P., Cugy, P., Barbier, D., High manganese austenitic twinning inducedplasticity steels: A review of the microstructure properties relationships”, *Current Opinion in SolidState and Materials Science 15*, 141–168, (2011).